

***М. В. Майсурадзе\*, М. А. Рыжков, А. А. Куклина, О. А. Сурнаева***

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург

\**spirallog@gmail.com*

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В СТАЛИ HY-TUF РАЗНЫХ ПРОИЗВОДИТЕЛЕЙ

Изучены особенности формирования микроструктуры в стали *HY-TUF*, произведенной с использованием разливки в слитки сифонным способом и в машине непрерывного литья заготовки. Установлены отличия превращения переохлажденного аустенита исследуемой стали при изотермической выдержке в температурном интервале бейнитного превращения. Показано, что сталь разных плавок характеризуется разной степенью неоднородности микроструктуры, которая проявляется после термической обработки в виде полос на продольных шлифах. Произведена количественная оценка неоднородности микроструктуры исследуемой стали.

*Ключевые слова:* сталь; разливка в слитки; МНЛЗ; микроструктура; дилатометрия; фазовые и структурные превращения.

***M. V. Maysuradze, M. A. Ryzhkov, A. A. Kuklina, O. A. Surnaeva,***

## MICROSTRUCTURE FORMATION IN VARIOUS HEATS OF HY-TUF STEEL

The microstructure of the HY-TUF steel produced by means of the uphill ingot casting and the continuous casting was investigated. The differences of the austenite transformation of the steel heats were revealed in case of isothermal bainite formation. Banded microstructures of the steel heats were distinguished. The quantitative estimation of the microstructure banding of the investigated steels was performed.

*Keywords:* steel; uphill ingot casting; continuous casting; microstructure; dilatometer analysis; phase and structural transformations.

Процессы структурообразования в сталях обусловлены различными факторами, основными из которых являются легирование и технология производства [1–3]. На каждом этапе металлургического передела закладываются факторы, которые могут определить дальнейшее поведение стали при термической обработке. К таким факторам относится химическая и структурная неоднородность стали. Различный уровень легирования отдельных полос может приводить к различию в

устойчивости аустенита и формированию неоднородной микроструктуры при непрерывном охлаждении от температуры аустенитизации, изотермической обработке или отпуске мартенситной структуры [4–6].

Химический состав исследуемых плавок стали приведен в таблице.

Химический состав, масс. %, стали *HY-TUF*

	C	Mn	Si	Ni	Mo	Cr	S	P	Cu
Плавка № 1	0,24	1,38	1,55	1,69	0,40	0,34	0,023	0,019	0,20
Плавка № 2	0,24	1,35	1,42	1,71	0,40	0,31	0,004	0,008	0,16

Разливка стали выполнялась в кристаллизатор криволинейной МНЛЗ (плавка № 1) или в слитки массой 4,2 т сифонным способом (плавка № 2). После затвердевания непрерывно литые заготовки плавки № 1 подвергались нагреву до 1285 °С в течение 3 ч в проходной печи непрерывного действия. Слитки же подвергали гомогенизации при температуре 1285 °С в течение 15–20 ч.

Исследования проводились при помощи dilatометра *Linseis L78 “R.I.T.A.”*. Температура аустенитизации стали составляла 925 °С, время выдержки – 15 минут. После аустенитизации производилось непрерывное охлаждение образцов со скоростью 30 °С/с до температур изотермической выдержки 370–430 °С. Анализ полученных dilatометрических кривых производился по методике [7]. В ходе dilatометрических исследований стали *HY-TUF* были установлены критические температуры  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ , которые составили, соответственно: для плавки № 1 – 765±10 °С и 860±10 °С, для плавки № 2 – 755±10 °С и 875±10 °С.

При изотермической выдержке сталь плавки № 1 обладает несколько большей устойчивостью переохлажденного аустенита при температурах 400 и 430 °С, чем сталь плавки № 2. При температуре выдержки 370 °С кинетика превращения аустенита в стали обеих плавок практически идентична, время приостановки превращения составляет 650 с (рис. 1, а). Это связано с тем, что при температуре 370 °С бейнитное превращение протекает с образованием исключительно нижнего бейнита, а при температурах 400 и 430 °С – формируется верхний и нижний бейнит в различном соотношении. Таким образом, варьирование химического состава исследуемой стали в пределах марочного, а также изменение технологии разливки и последующего гомогенизирующего отжига оказывают небольшое влияние на кинетику образования нижнего бейнита и приводят к значимому изменению кинетики образования верхнего бейнита.

Наибольшее отличие кинетики изотермического превращения аустенита наблюдается при температуре выдержки 400 °С (рис. 1, б). В этом случае разница долей превращения в стали разных плавок достигает 0,45 при времени выдержки 150 с.

Металлографическое исследование дилатометрических образцов выявило, что микроструктура стали плавки № 1 состоит из чередующихся полос с разной долей и типами продуктов превращения (рис. 2, а).

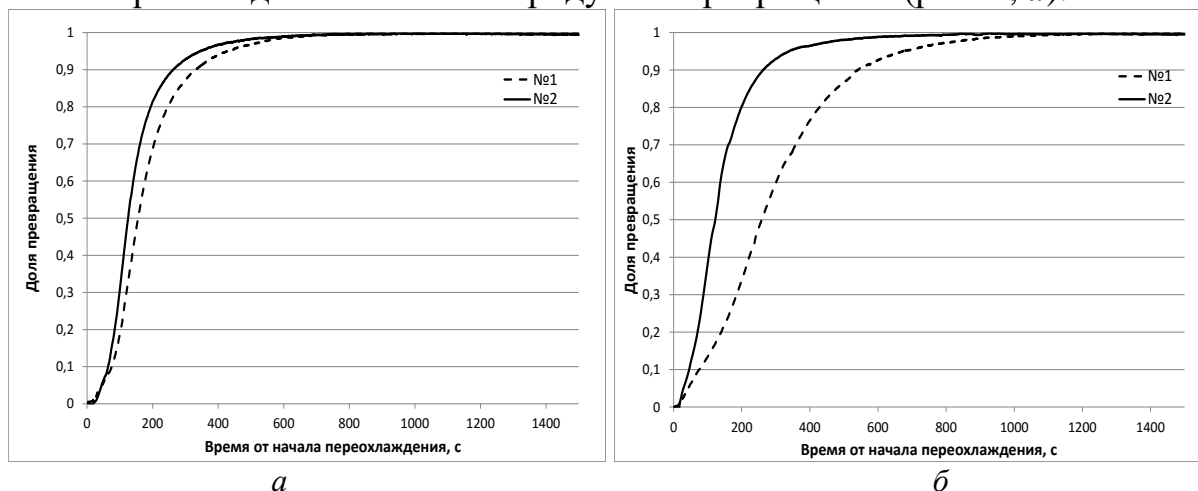


Рис.1. Кинетика превращения аустенита в стали *HY-TUF* при различных температурах изотермической выдержки: *а* – 370 °C; *б* – 400 °C

В одной части полос бейнитное превращение аустенита не реализовывалось в течение всего времени выдержки, составившего 5000 с, и в результате последующего охлаждения в них сформировался мартенсит. В другой части полос при изотермических выдержках сформировался бейнит различного типа. В структуре стали плавки № 2 полосы с повышенной устойчивостью аустенита менее выражены, в процессе выдержек в них образовалось некоторое количество бейнита (рис. 2, б).

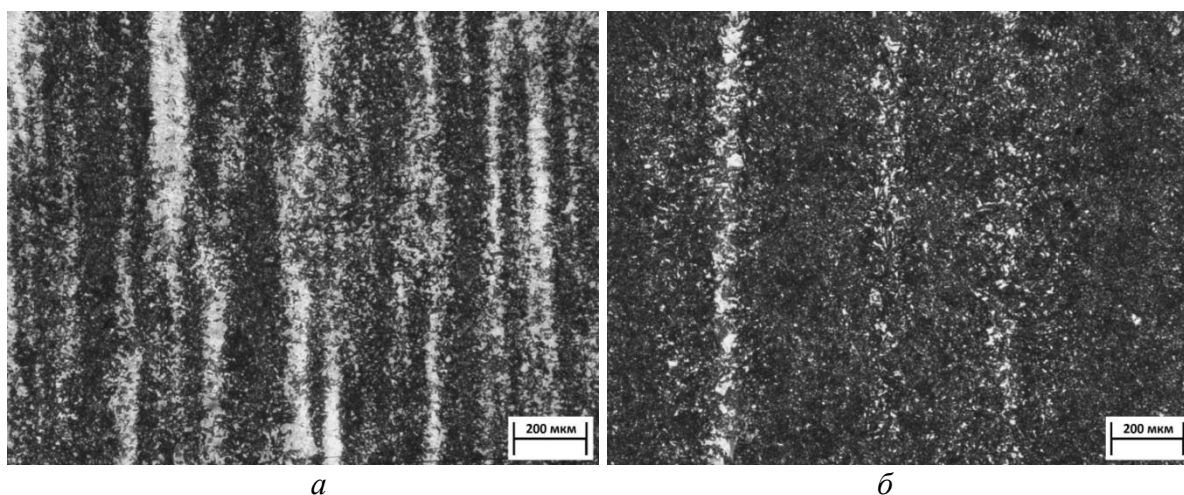


Рис. 2. Микроструктура стали *HY-TUF* после изотермической выдержки при температуре 430 °C: *а* – плавка № 1; *б* – плавка № 2

Экспериментально установлено, что в исследуемой стали структурная неоднородность проявляется и при отпуске мартенсита. После низкотемпературного отпуска структурная неоднородность обеих плавок исследуемой стали незначительна: в структуре стали присутствует

отпущенный мартенсит. После отпуска при температуре 500 °С в микроструктуре стали плавки № 1 на фоне сорбита отпуска выявляются светлые участки со структурой отпущенного мартенсита (рис. 3), в то время как для стали плавки № 2 характерна более однородная структура сорбита отпуска. В светлых участках микроструктуры плавки № 1 зарегистрирован повышенный уровень микротвердости: микротвердость сорбита отпуска составила 370–400 *HV*, а в светлых участках микротвердость достигала 440–445 *HV*. Это связано с замедлением процессов отпуска в светлых участках микроструктуры.

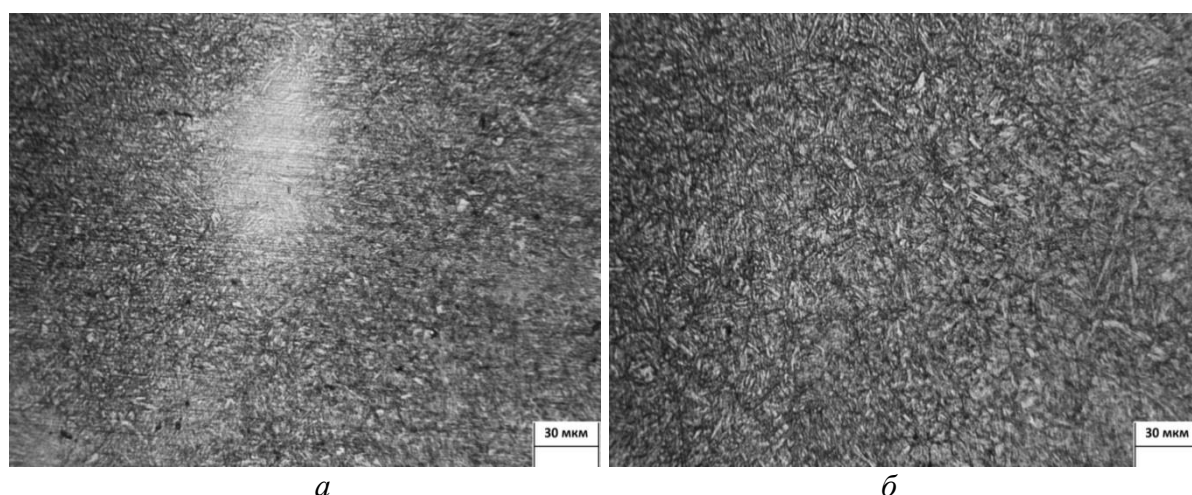


Рис. 3. Микроструктура стали *HY-TUF* после закалки в масле и отпуска при температуре 500 °С в течение 8 ч: *а* – плавка № 1; *б* – плавка № 2

Для оценки степени неоднородности микроструктуры двух плавки стали *HY-TUF* была использована методика ГОСТ Р 54570, поскольку она позволяет количественно охарактеризовать наблюдаемую полосчатую микроструктуру независимо от ее типа. Был рассчитан индекс анизотропии *AI*, равный отношению количества пересечений перпендикулярных и параллельных измерительных линий с полосами микроструктуры. В результате было установлено, что для стали плавки № 1 индекс анизотропии составляет  $9 \pm 1$ , а для стали плавки № 2 –  $4 \pm 1$ . Таким образом, индекс анизотропии микроструктуры для разных плавки одной стали отличается более чем в два раза.

Различная степень структурной неоднородности объясняется применением длительного гомогенизирующего отжига слитков при производстве стали плавки № 2. Непрерывно литая заготовка (плавка № 1) подвергалась лишь непродолжительной выдержке при температуре гомогенизирующего отжига (3 ч) перед прокаткой. То есть в случае, когда применение длительного гомогенизирующего отжига не осуществимо при поточной организации производства, следует использовать иные способы устранения химической неоднородности на стадии кристаллизации стали:

магнитное перемешивание расплава в кристаллизаторе, регулирование температуры в кристаллизаторе и т. п. [5].

*Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.0006, в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ, проект № 11.1465.2014/К, а также в рамках Гранта Президента РФ для молодых ученых – кандидатов наук МК-7929.2016.8.*

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Experience in Improving Silicon Steel Component Heat Treatment Quality / M. A. Ryzhkov, M. V. Maisuradze, Yu. V. Yudin [et al.] // Metallurgist. 2015. V. 59. № 5. P. 401–405.
2. Bain E. C., Paxton H. W. Alloying elements in steel // ASM, 1961. P. 254.
3. Effect of transverse static magnetic field on microstructure and properties of GCr15 bearing steel in electrosag continuous casting process / Y. Zhong, L. Qiang, Y. Fang [et al.] // Materials Science and Engineering A. 2016. V. 660. P. 118–126.
4. Bastien P. G. The mechanism of formation of banded structures // Journal of Iron and Steel Institute. 1957. V. 187. P. 281–291.
5. Microstructure and distribution of chemical elements in continuous-cast pipe blank / D. A. Silin, I. N. Veselov, S. Yu. Zhukova [et al.] // Steel in Translation. 2006. V. 36. № 4. P. 86–90.
6. Detailed characterization of complex banding in air-cooled bainitic steels / L. Morales-Rivas, H. Roelofs, S. Hasler [et al.] // Journal of Minerals and Metallurgy B. 2015. V. 51. № 1. P. 25–32.
7. Ryzhkov M. A., Popov A. A. Methodological aspects of plotting of thermokinetic diagrams of transformation of supercooled austenite in low-alloy steels // Metal Science and Heat Treatment. 2011. V. 52. P. 612–616.